تأثیر مورفولوژی بینیت بر خواص مکانیکی فولاد سه فازی فریت- بینیت- مارتنزیت*

امیر طالبی[۱] مهدی قبیتی حسب[۲]

چکیده

فولادهای دو و سه فازی خواص منحصر بفردی همچون رفتار تسلیم پیوسته، نسبت استحکام تسلیم به استحکام کششی کم، سرعت کار سختی بالا و درصد ازدیاد طول همگن زیاد دارند، لذا در صنایع خودروسازی به طور گسترده مورد استفاده قرار می گیرند. هدف از این مطالعه، ایجاد ریزساختار سه فازی فریتی- بینیتی - مارتنزیتی با استحکام بالا و شکل پذیری مطلوب می باشد. در این تحقیق، عملیات آستنیته کردن در دمای ۸۵۰ درجه سانتی گراد به مدت ۱ ساعت بر روی نمونه‌های فولاد ٤١٤٠ انجام شد. سپس نمونه ها در دمای ۷۲۰ درجه سانتی گراد (منطقه فریت-آستنیت) به مدت ۳ دقیقه نگهداری و جهت بدست آوردن مورفولوژی های متفاوت بینیت، به حمام نمک با دماهای متفاوت ۳۸۰، ٤٠٠، ٤٢٠ و ٤٥٠ درجه سانتی گراد به مدت ٤ دقیقه انتقال داده شدند و در نهایت در آب به منظور تشکیل مارتنزیت کوئنچ گردیدند. مطالعه ریزساختار نمونه ها با میکروسکوپ الکترونی روبشی نشان داد که با افزایش دمای آستمپرینگ از ۳۸۰ تا ٤٥٠ درجه سانتی گراد، مورفولوژی از بینیت پایین به بینیت بالا تغییر می کند. با انجام آزمون های سختی و کشش مشخص گردید که افزایش دمای آستمپرینگ موجب کاهش مقادیر سختی، استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی، ازدیاد طول و همچنین کاهش مقادیر n و K در رابطه هولمن می‌شود. شکست نگاری نمونه‌های تست کشش به وسیله استریو میکروسکوپ نشان داد که با افزایش دمای آستمپرینگ، سطح شکست از نرم به ترد تغییر می‌کند.

واژه های کلیدی دمای آستمپرینگ؛ بینیت پایین؛ بینیت بالا؛ خواص کششی؛ سختی.

Effect of Bainite Morphology on the Mechanical Properties of a Ferrite- Bainite- Martensite Triple-Phase Steel

A. Talebi M. Ghobeiti-Hasab

Abstract

Dual and triple phase steels have unique properties such as continuous yielding behavior, low ratio of yield strength to tensile strength, high work hardening rate and high homogenous elongation percentage; thus, they are used widely in automotive industries. The aim of this study is to develop a triple-phase microstructure of ferrite-bainite-martensite with high strength and desirable ductility. In this research, the samples of 4140 steel were austenitized at 850°C for 1 hour. Then, the samples were kept at temperature of 720°C (the ferrite-austenite region) for 3 minutes, and transferred to a salt bath at different temperatures of 380, 400, 420 and 450°C for 4 minutes to obtain various morphologies of bainite, finally quenched in water to form martensite. The observation of the microstructure by a scanning electron microscope showed that with increasing austempering temperature from 380 to 450°C, the morphology changes from lower bainite to upper bainite. Hardness and tensile tests revealed that by increasing the austempering temperature the hardness, yield strength, ultimate tensile strength, elongation and the amounts of ''n'' and ''k'' in the Holloman equation, decrease. Fractography of the tensile tested specimens by a stereo-microscope showed that with increasing the austempering temperature, the fracture surface changes from ductile to brittle.

Keywords Austempering Temperature, Lower Bainite, Upper Bainite, Tensile Properties, Hardness.

---

* نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ ۹٤/۱۰/۱۷ و نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹٦/۳/۸ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) مربی، گروه مهندسی متالورژی، آموزشکده فنی و حرفه ای سما، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد دزفول، دزفول.

(۲) نویسنده مسئول استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد دزفول، دزفول. Email: ghobeiti@iaud.ac.ir

DOI: 10.22067/ma.v30i1.52823

مقدمه

فولادهای سه فازی با دارا بودن خواص مکانیکی برتر از جمله رفتار تسلیم پیوسته و شکل پذیری مطلوب در مقایسه با سایر فولادها، در کاربردهای استحکام بالا مثل خودروسازی و صنایع هوا فضا توجه زیادی را به خود جلب کرده اند [3-1].

برای مثال اگر چه فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا (HSLA) دارای استحکامی عالی هستند اما شکل پذیری آنها با مشکلات فراوانی روبه‌رو است؛ لذا انعطاف پذیری مورد نیاز در طراحی قطعات با اشکال پیچیده، استفاده از این فولادها را شدیدا با محدودیت مواجه می کند. نتیجه این امر افزایش روز افزون کاربرد فولادهای دو و سه فازی است [6-4].

پور انوری با بررسی کسر حجمی مارتنزیت بر رفتار کارسختی فولاد دو فازی فریتی- مارتنزیتی گزارش داد که با افزایش کسر حجمی مارتنزیت کارسختی افزایش می‌یابد [1].

بختیاری و اکرامی طی تحقیقی تاثیر مورفولوژی بینیت را بر خواص مکانیکی فولاد ۴۳۴۰ دوفازی فریتی- بینیتی بررسی کردند و گزارش دادند که ترکیبی از بهترین خواص (استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی، ازدیاد طول، چقرمگی شکست و سختی) با ریزساختار بینیت پایین در دمای آستمپرینگ ۳۵۰ درجه سانتی گراد حاصل می شود [2].

زارع و اکرامی با بررسی اثر کسر حجمی مارتنزیت بر خواص کششی فولادهای سه فازی در دماهای پایین آستمپرینگ، نتیجه گرفتند که افزایش کسر حجمی مارتنزیت مقادیر استحکامی را افزایش می دهد [7]. آنها همچنین با بررسی اثر کسر حجمی مارتنزیت بر رفتار کارسختی فولادهای سه فازی در دماهای پایین آستمپرینگ، نتیجه گرفتند که افزایش کسر حجمی مارتنزیت کارسختی را افزایش می دهد [8].

در تحقیق حاضر تاثیر مورفولوژی بینیت بر سختی و خواص کششی فولاد ٤١٤٠ سه فازی فریتی- بینیتی- مارتنزیتی با کسر حجمی یکسان از فازهای فریت (کسر حجمی ٣٤ درصد) و بینیت- مارتنزیت (کسر حجمی ٦٦ درصد) بررسی شده است.

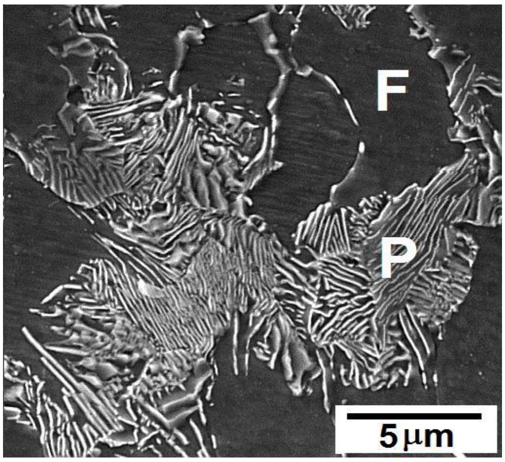
مواد و روش تحقیق

ماده اولیه مورد استفاده در این تحقیق بصورت میل گرد فولادی با قطر ۱۰ میلی‌متر انتخاب گردید. آنالیز کوانتومتری این فولاد (استاندارد ASTM E 415-08) در جدول (۱) ارائه شده است. ترکیب شیمیایی ارائه شده در این جدول نشان می‌دهد که این ترکیب مطابق با فولاد AISI 4140 می‌باشد.

جدول ۱ آنالیز کوانتومتری فولاد مورد بررسی
در این تحقیق (مقادیر بر حسب درصد وزنی می باشند)

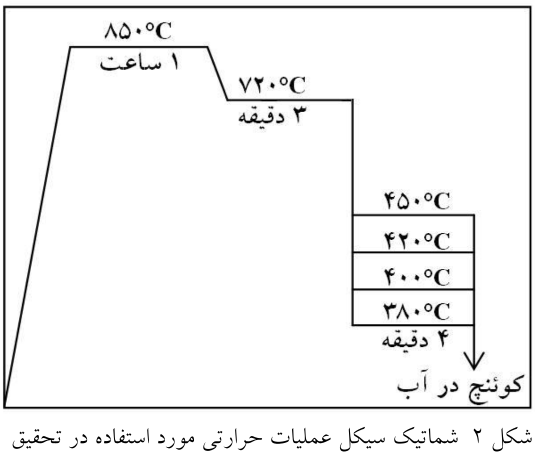
Fe	C	Cr	Mn	Si	Mo
بالانس	۰/٤١٦	۱/۱۳	۰/۷٤۱	۰/۳٤۲	۰/۲۲۱
P	S	Ni	Al	Co	Cu
۰/۰۱۵	۰/۰۲۱٤	۰/۰۲۷۳	۰/۰۳۱۱	۰/۰۰٤۱	۰/۰۱۱۹
Nb	Ti	V	W	Pb	Sn
۰/۰۰۰٦۷	۰/۰۰۱۸	۰/۰۰۳٤	۰/۰۰۱٦	۰/۰۰۲٤	۰/۰۰۰۷۵

مشاهده ریزساختار نمونه اولیه توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل VEGA//TESCAN، ساخت آلمان و اچ شده با محلول نایتال ۲ درصد نشان داد که ریزساختار آن فریتی- پرلیتی می باشد (شکل ۱).



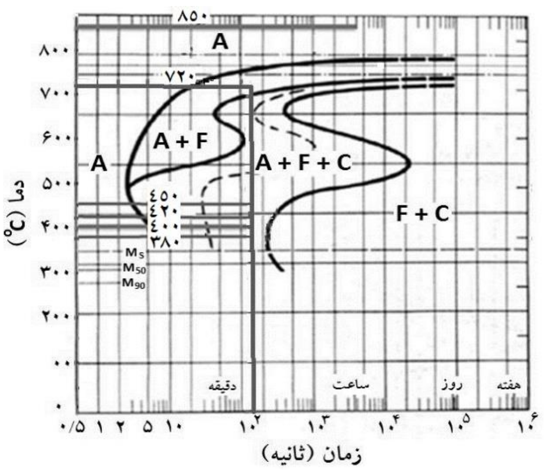
شکل ۱ ریزساختار اولیه فولاد ٤١٤٠ (فریت: F، پرلیت: P)

برای ایجاد ریزساختار فریت- بینیت- مارتنزیت، ابتدا میل گردهای فولاد ٤١٤٠ در دمای ٨٥٠ درجه سانتی گراد به مدت ٦٠ دقیقه آستنیته و بلافاصله در کوره ای دیگر با دمای ٧٢٠ درجه سانتی گراد به مدت ٣ دقیقه نگهداری شدند. سپس برای تشکیل مورفولوژی های مختلف بینیت، در حمام نمک با دماهای متفاوت ٣٨٠، ٤٠٠، ٤٢٠ و ٤٥٠ درجه سانتی گراد به مدت ٤ دقیقه نگهداری و نهایتا در آب کوئنچ شدند (شکل ٢).



شکل ٢ شماتیک سیکل عملیات حرارتی مورد استفاده در تحقیق

انتخاب دماها و زمان های مذکور بر اساس نمودار دما- زمان- استحاله (T-T-T) فولاد ٤١٤٠ (شکل٣) می- باشد. برای مثال در دماهای بالاتر از ٧٢٠ درجه سانتی گراد، زمان اتمام استحاله در منطقه دو فازی فریت- آستنیت بسیار طولانی است. در دماهای کمتر از آن زمان استحاله خیلی کوتاه است و امکان تشکیل ریزساختار کاملا فریتی وجود دارد. لذا برای دو فازی کردن، دمای ٧٢٠ درجه سانتی گراد مطلوب می‌باشد که در این دما طبق نمودار T-T-T پس از زمان ٣ دقیقه، در منطقه دو فازی قرار می گیرد. انتخاب محدوده دمایی ٣٨٠ تا ٤٥٠ درجه سانتی گراد به این دلیل است که این محدوده دمایی، پایین تر از تشکیل پرلیت و بالاتر از تشکیل مارتنزیت می باشد. انتخاب زمان ٤ دقیقه در این دما برای اطمینان از تشکیل بینیت است.



شکل ٣ نمودار T-T-T فولاد ٤١٤٠ [9]

در این تحقیق، از کوره عملیات حرارتی الکتریکی مدل AZAR 1250، ساخت ایران و کوره حمام نمک مدل SAMIM 1250، ساخت ایران و نمک مذاب AS140 استفاده گردید. حمام نمک موجب تغییر دمای کل قطعه با سرعت یکسان می گردد و نمک مذاب از تغییر ترکیب شیمیایی قطعه در حمام نمک جلوگیری می کند. مورفولوژی بینیت در نمونه های عملیات حرارتی شده تحت دماهای مختلف به وسیله میکروسکوپ

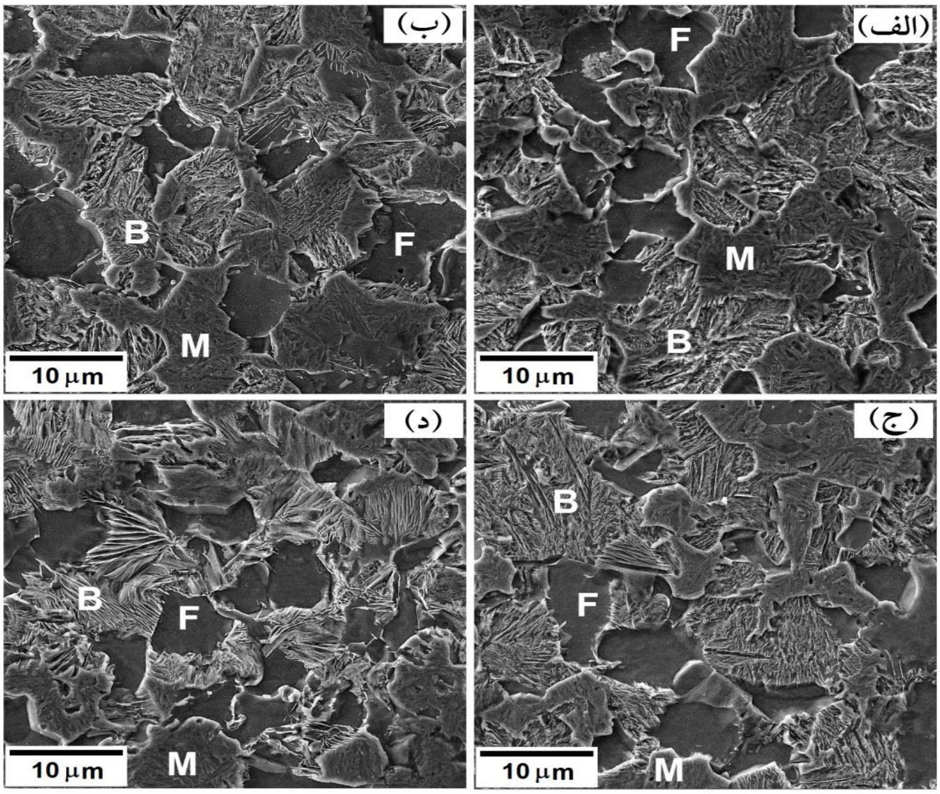
الکترونی روبشی گسیل میدانی (FE-SEM) مدل Mira 3-XMU، ساخت آلمان مورد مشاهده و بررسی قرار گرفت (تصویر برداری توسط الکترون های ثانویه انجام شد). آزمون سختی ویکرز بر اساس استاندارد ASTM E384 با مقدار بار اعمالی ۳۰kgf انجام شد. نمونه های آزمون کشش با استاندارد ASTM E8/E8M آماده سازی و توسط دستگاه یونیورسال با سرعت ۱ میلی متر بر دقیقه تحت آزمون قرار گرفتند.

نتایج و بحث

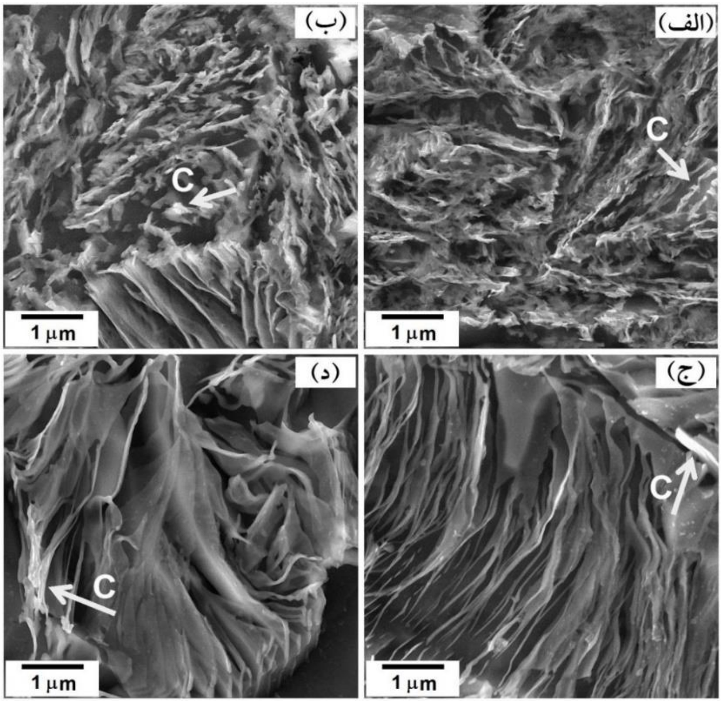
ریزساختار

بررسی ریزساختار نمونه های عملیات حرارتی شده به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی نشان داد که با توجه به انتخاب دماهای مختلف آستمپرینگ (۳۸۰، ٤۰۰، ٤۲۰ و ٤۵۰ درجه سانتیگراد)، بینیت تشکیل شده در ساختار سه فازی، مورفولوژی های متفاوتی دارد. دو فاز مارتنزیت و بینیت به صورت تیغه های روشن و فاز فریت به رنگ تیره دیده می شود (شکل٤-الف) تا (د)). آنالیز تصویری ریزساختار با استفاده از نرم افزار CLEMEX نشان داد حجم فریت در تمامی آنها ۳٤ درصد است.

شکل (۵-الف) تا (د) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی با بزرگنمایی یکسان از فاز بینیت در نمونه های آستمپرینگ شده در دماهای مختلف را نشان می‌دهد. شکل (۵-الف) وجود تیغه های موازی سوزنی شکل بینیت را در نمونه آستمپرینگ شده در دمای۳۸۰ درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد. این ساختار با توجه به دمای آستمپرینگ نزدیک به MS، ساختار بینیت پایین است.



شکل ٤ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه آستمپرینگ شده در دمای (الف)۳۸۰، (ب)٤۰۰، (ج)٤۲۰ و (د)٤۵۰ درجه سانتی گراد (فریت: F، بینیت: B، مارتنزیت: M)



شکل ۵ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مورفولوژی بینیت نمونه آستمپرینگ شده در دمای (الف)۳۸۰، (ب)۴۰۰، (ج)۴۲۰ و (د)۴۵۰ درجه سانتی گراد (کاربید موجود در بینیت: C)

شکل (۵-ب)، تیغه های موازی سوزنی شکل به همراه صفحات ضخیم از سمنتیت و فریت را نشان می دهد که نشانگر مخلوط بینیت بالا و بینیت پایین در نمونه عملیات حرارتی شده در دمای آستمپرینگ ۴۰۰ درجه سانتی گراد است.

شکل (۵- ج) مورفولوژی بینیت در دمای آستمپرینگ ۴۲۰ درجه سانتی گراد را نشان می دهد. در این تصویر فقط بینیت بالا که متشکل از لایه های ضخیم سمنتیت و فریت می باشد قابل مشاهده است. شکل(۵-د) نشان می دهد که مورفولوژی بینیت در دمای آستمپرینگ ۴۵۰ درجه سانتی گراد همانند دمای ۴۲۰ درجه سانتی گراد است با این تفاوت که لایه های موجود در بینیت بالایی، ضخیمتر هستند.

سختی

شکل (۶-الف)، نمودار تغییر عدد سختی ویکرز مقطع نمونه ها با افزایش دمای آستمپرینگ را نشان می‌دهد. کاهش سختی با افزایش دمای آستمپرینگ از ۳۸۰ تا ۴۵۰ درجه سانتی گراد، به دلیل تغییر مورفولوژی بینیت از بینیت پایینی (سوزنی) به بینیت بالایی (لایه‌ای) می باشد. در بینیت پایین، فریت موجود در بینیت، اشباع شده از کربن می‌باشد و باعث سختی بالاتر می شود. همچنین در بینیت پایین اندازه ذرات کاربید تشکیل شده نسبت به بینیت بالا کوچکتر است، که این پدیده نیز افزایش سختی را به دنبال دارد [2,10].

خواص کششی

استحکام فولادهای سه فازی با رابطه (۱) بیان می شود:

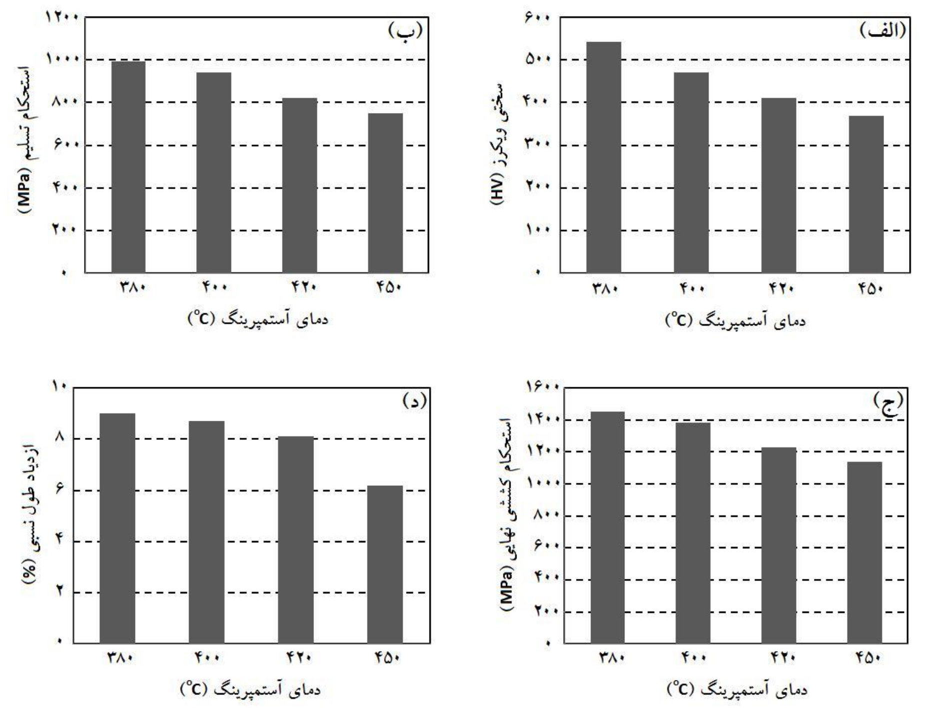
$$\sigma = \sigma_F V_F + \sigma_B V_B + \sigma_M V_M \quad (۱)$$

که در آن σ_F استحکام فریت، V_F کسر حجمی فریت، σ_B استحکام بینیت، V_B کسر حجمی بینیت، σ_M استحکام مارتنزیت، V_M کسر حجمی مارتنزیت و σ استحکام کل می‌باشد. مطابق این رابطه، اگر کسر حجمی فازهای فریت، بینیت و مارتنزیت ثابت باشد و میزان تنش اعمالی بر نمونه نیز ثابت باشد می‌توان تاثیر مورفولوژی بینیت را بر خواص مکانیکی فولادهای سه فازی مورد بررسی قرار داد [1,7].

با توجه به انتخاب دما و زمان های یکسان در منطقه دو فازی و مشابه بودن کسر حجمی فریت در همه نمونه-ها، تنها متغیرهای تاثیرگذار برروی استحکام، مورفولوژی بینیت و نیز کسر حجمی فازهای بینیت و مارتنزیت می باشد. شکل (۶-ب) و (ج) نشان می دهد که استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی با افزایش دمای آستمپرینگ در اثر تغییر مورفولوژی از بینیت پایین با مورفولوژی سوزنی شکل به بینیت بالا با مورفولوژی لایه ای ضخیم، کاهش می‌یابد. انتقال دشوار اتم های کربن به نقاط دورتر در بینیت پایین باعث نازک شدن تیغه های فریت و سمنتیت و در نتیجه افزایش استحکام تسلیم می‌شود. ارتباط استحکام تسلیم با ضخامت تیغه‌های فریت و سمنتیت در بینیت بر اساس معادله هال- پچ می‌باشد [10]. علاوه بر آن، بینیت پایین دارای چگالی بالاتری از نابجایی ها است که باعث کار سختی بالاتر و در نتیجه افزایش بالاتر استحکام می‌گردد [11].

با توجه به شکل (۶-د) با افزایش دمای آستمپرینگ، درصد ازدیاد طول نسبی کاهش می یابد که این مطلب را می توان به کاهش سرعت کارسختی نمونه در منطقه گلویی طی تغییر شکل پلاستیک نسبت داد. سرعت کار سختی برای بینیت بالا کمتر از بینیت پایین است [2]. در ادامه به بحث کارسختی پرداخته خواهد شد.

سطح زیر نمودار تنش- کرنش، معیار چقرمگی مواد از طریق آزمون کشش می‌باشد. افزایش سطح زیر منحنی تنش- کرنش گویای چقرمگی بالاتر و رفتار نرم تر ماده در مقابل شکست است. شکل (۷) نمودار تنش-کرنش مهندسی تا نقطه (UTS) را برای نمونه های آستمپر شده در دماهای مختلف نشان می دهد. همان طور که مشاهده می‌شود مساحت زیر نمودار تنش- کرنش با افزایش دمای آستمپرینگ کاهش می‌یابد؛ لذا می‌توان نتیجه گرفت که ریزساختار شامل بینیت پایین، علاوه بر استحکام بالا دارای چقرمگی بالاتری نیز است.



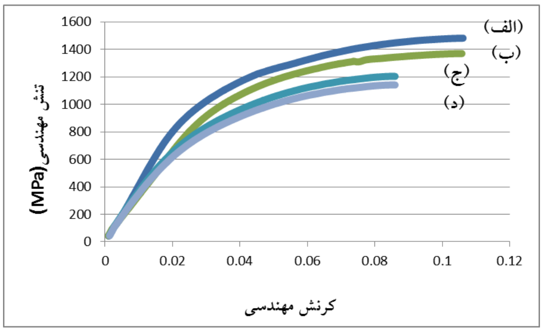
شکل ۶ نمودار تغییر: الف) سختی، ب) استحکام تسلیم، ج) استحکام کششی نهایی و د) ازدیاد طول نسبی نمونه های آستمپرینگ شده در دماهای مختلف

نسبت استحکام تسلیم به استحکام کششی نهایی (YS/UTS) و اختلاف بین استحکام کششی نهایی و استحکام تسلیم (UTS−YS) معیارهای تجربی برای بیان کارسختی هستند. چگالی بالاتر نابجایی ها در بینیت پایین در مقایسه با بینیت بالا قابلیت سخت گردانی کرنشی (کارسختی) را افزایش می‌دهد. هر چقدر نسبت استحکام تسلیم به استحکام کششی نهایی به یک نزدیک‌تر شود ماده استحکام بیشتری از خود نشان می‌دهد [14-12].

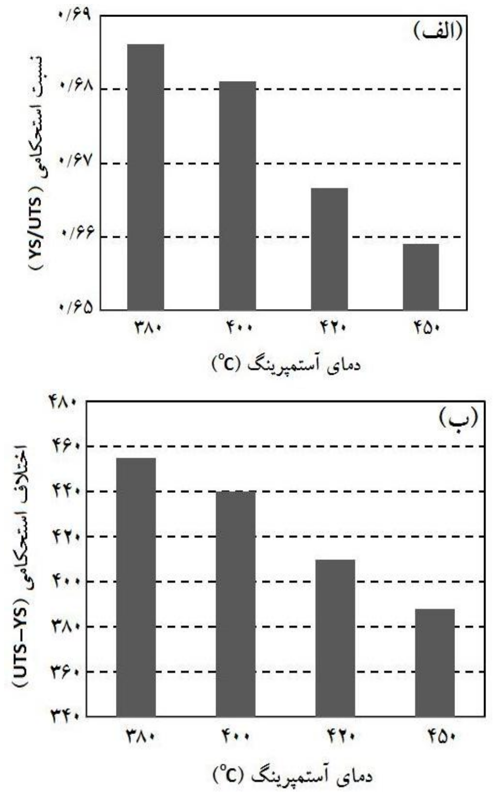
شکل(۸-الف) و (ب) به ترتیب نسبت استحکامی و اختلاف استحکامی نمونه های آستمپرینگ شده در دماهای مختلف را نشان می‌دهد. همانطور که انتظار می‌رفت با افزایش دمای آستمپرینگ، دو پارامتر مذکور به دلیل کاسته شدن چگالی نابجایی‌ها در اثر تغییر مورفولوژی از بینیت پایین به بینیت بالا و در نتیجه کم شدن قابلیت کار سختی ماده، کاهش می‌یابند.

شکست نگاری

شکل (۹-الف) تا (د) تصاویر استریو میکروسکوپی از سطوح شکست نمونه های آستمپرینگ شده در دماهای مختلف که تحت تست کشش قرار گرفته اند را نشان می‌دهد. سطح شکست نمونه آستمپرینگ شده در دمای ۳۸۰ درجه سانتی گراد (شکل ۹-الف)) دارای علائم شعاعی با الگوی ستاره ای شکل به همراه لبه برشی می‌باشد که مشخصه شکست نرم است.



شکل۷- نمودار تنش- کرنش مهندسی نمونه آستمپرینگ شده در دمای (الف) ۳۸۰، (ب) ۴۰۰، (ج) ٤٢٠ و (د) ٤٥٠ درجه سانتی گراد



شکل ۸ نمودار تغییرات: الف) نسبت استحکامی و ب) اختلاف استحکامی با دمای آستمپرینگ

این شکل دارای بزرگترین لبه برشی می باشد که نشان دهنده آن است که در این نمونه بیشترین باریک شدگی (حالت گلویی در تست کشش) و در نتیجه بیشترین تغییرشکل پلاستیک قبل از شکست رخ داده است. هر چقدر عمق و ضخامت علائم شعاعی زیادتر باشد، رفتار شکست بصورت نرم تر خواهد بود [4]. در شکل (۹-ب) حجم برآمدگی الگوهای ستاره ای شکل در مقایسه با شکل (۹-الف) کمتر و منطقه لبه برشی آن نیز کوچکتر شده است که نشان از رفتار تردتر نمونه آستمپرینگ شده در دمای ٤٠٠ درجه سانتی گراد دارد. در شکل (۹-ج) و (د)، الگوهای ستاره ای شکل و همچنین مناطق لبه برشی حذف شده اند که گویای وقوع شکست ترد و عدم گلویی شدن این نمونه ها است. این مشاهدات با نتایج به دست آمده از آزمون کشش مطابقت دارند.

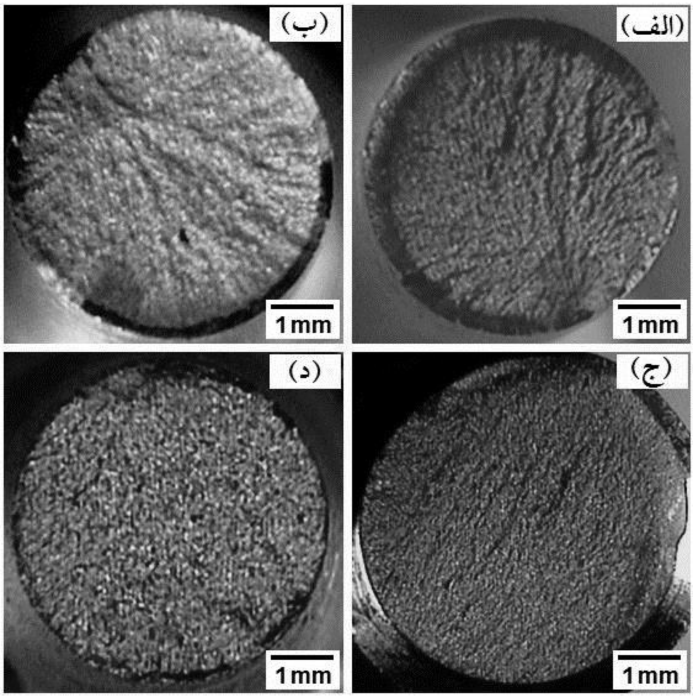
کار سختی

رفتار کار سختی را می‌توان با رسم نمودار تنش- کرنش حقیقی از آغاز نقطه تسلیم تا تنش حداکثر در مقیاس لگاریتمی و تناسب یک خط با این داده‌ها بر اساس رابطه هولمن تعیین کرد.

$$\sigma = K\,\varepsilon^{n} \qquad (۲)$$

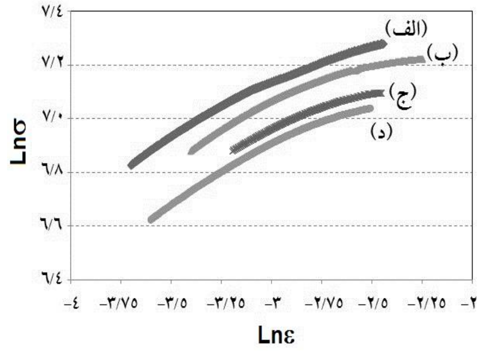
در این رابطه σ و ε به ترتیب تنش حقیقی و کرنش حقیقی و ثوابت K و n به ترتیب ضریب استحکام و توان کار سختی نامیده می شوند [1,8]. شیب خط توان کار سختی (n) و عرض از مبدا آن ضریب استحکام (K) می‌باشد. هر چقدر مقدار n بزرگتر باشد، قابلیت کارسختی ماده بیشتر است. به منظور تغییر شکل پلاستیک زیاد، ماده با مقدار بالای n ترجیح داده می‌شود. در واقع هر چقدر مقدار n بزرگتر باشد، ماده را می توان قبل از شروع باریک شدگی تحت تغییر شکل بیشتر قرار داد [4-6,9].

نمودار تغییرات Lnσ به Lnε در دماهای مختلف آستمپرینگ در شکل (۱۰) ارائه گردیده است. همان طور که در این شکل مشخص است نمودار غیر خطی و از رفتار کارسختی دو مرحله‌ای پیروی می‌کند. مرحله اول کار سختی مربوط به تغییر شکل پلاستیک فاز فریت است؛ در حالی که مرحله دوم می‌تواند مربوط به تغییر شکل همزمان فازهای فریت، بینیت و مارتنزیت باشد. در مرحله اول کارسختی، هم توان کارسختی (n) و هم ضریب استحکام (K) به علت تغییر مورفولوژی از بینیت پایین به بینیت بالا و همچنین درشت تر شدن کاربیدهای تشکیل شده در کنار فاز بینیت کاهش می یابد. با توجه استحکام بالاتر مارتنزیت در مقایسه با فریت و بینیت، تغییرشکل پلاستیک این فاز در مرحله دوم کارسختی شروع می‌شود [10].

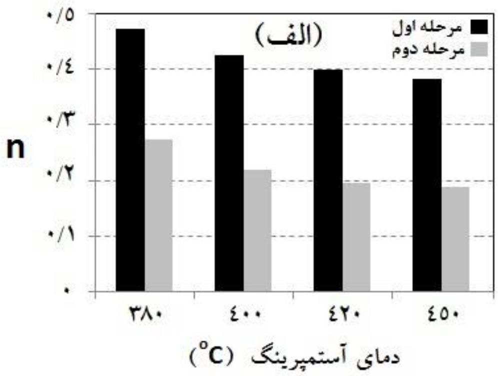


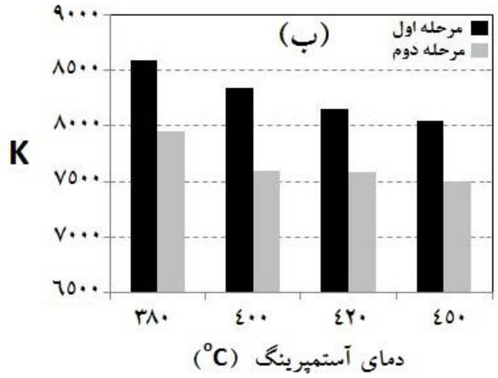
شکل ۹ تصویر استریو میکروسکوپی از سطح شکست نمونه پس از تست کشش، آستمپرینگ شده در دمای: الف)۳۸۰، ب)۴۰۰، ج)۴۲۰ و د)۴۵۰ درجه سانتی گراد

توان کارسختی و ضریب استحکام هر دو مرحله برای کلیه دماهای آستمپرینگ در شکل‌های (۱۱-الف) و (ب) مقایسه شده است. همان طور که در شکل (۱۱-الف) مشاهده می شود مرحله اول کار سختی نسبت به مرحله دوم کار سختی دارای توان بالاتری است که نشان می دهد تاثیر ریزساختار ایجاد شده در مرحله اول بیشتر از مرحله دوم است. افزایش دمای آستمپرینگ و تغییر مورفولوژی بینیت از بینیت پایین به بینیت بالا موجب کاهش پیوسته توان کارسختی در هر دو مرحله (n_1 و n_2) می شود. چون کارسختی به حرکت نابجایی‌ها بستگی دارد؛ در بینیت پایین که چگالی نابجایی‌ها بیشتر و ذرات کاربید تشکیل شده ریزتر از بینیت بالا می‌باشند حرکت نابجایی‌ها مشکل‌تر شده و کارسختی افزایش می‌یابد. با بالا رفتن دمای آستمپرینگ و تغییر مورفولوژی از بینیت پایین به بینیت بالا کارسختی کاهش می یابد [11-13]. بر اساس نتایج شکل (۱۱-ب) ضریب استحکام نیز با افزایش دمای آستمپرینگ، روندی کاهشی دارد. ضریب استحکام در مرحله اول کارسختی بیشتر از مرحله دوم می باشد که نشان دهنده تاثیر بیشتر دمای آستمپرینگ بر مرحله اول کارسختی است. دلیل دیگر کاهش پیوسته توان کارسختی (n) و ضریب استحکام (K) تغییر در کسر حجمی فازهای بینیت و مارتنزیت در اثر انتخاب دماهای مختلف آستمپرینگ می‌تواند باشد.



شکل ۱۰ نمودار تغییرات Lnσ به Lnε برای دماهای مختلف آستمپرینگ (الف) ۳۸۰، (ب) ۴۰۰، (ج) ۴۲۰، (د) ۴۵۰ درجه سانتی گراد





شکل ۱۱ نمودار تغییرات: الف) توان کارسختی و ب) ضریب استحکام با دمای آستمپرینگ

نتیجه گیری

در این تحقیق، چند سیکل عملیات حرارتی با دماهای آستمپرینگ مختلف ۳۸۰، ۴۰۰، ۴۲۰ و ۴۵۰ درجه سانتی گراد بر روی نمونه فولاد ۴۱۴۰ برای ایجاد ساختار سه فازی فریت- بینیت- مارتنزیت مورد بررسی قرار گرفت. نتایج مشاهدات ریزساختاری و آزمون‌های سختی و کشش نشان دادند که:

۱. در بازه دمایی ۳۸۰ تا ۴۵۰ درجه سانتی گراد، مورفولوژی بینیت از بینیت پایین (سوزنی شکل) به بینیت بالا (لایه ای و توفال شکل) تغییر می‌یابد.
۲. با افزایش دمای آستمپرینگ به علت تغییر در مورفولوژی بینیت، سختی کاهش می‌یابد.
۳. با افزایش دمای آستمپرینگ، مقادیر استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و ازدیاد طول نسبی کاهش می یابد که متاثر از تغییر مورفولوژی بینیت است.

٤. سطح زیر نمودار تنش- کرنش نمونه آستمپرینگ شده در دمای ۳۸۰ درجه سانتی گراد بیش از سایر نمونه ها است که نشان از چقرمگی بالاتر این نمونه دارد و بررسی های شکست نگاری نیز رفتار شکست نرم تر این نمونه نسبت به سایر نمونه ها را تایید کرد.

٥. نمودار تغییرات Lnσ به Lnε در بازه دمایی ۳۸۰ تا ٤٥٠ درجه سانتی گراد رفتار غیر خطی نشان داد؛ به این معنا که فولاد مورد بررسی با ریزساختار ایجاد شده دارای دو مرحله کارسختی می‌باشد.

٦. توان کارسختی (n) معادله هولمن در بازه دمایی ۳۸۰ تا ٤٥٠ درجه سانتی گراد با افزایش دمای آستمپرینگ در هر دو مرحله کارسختی پیوسته کاهش می‌یابد؛ ضمن این که مرحله اول کارسختی توان کارسختی بالاتری نسبت به مرحله دوم دارد.

٧. ضریب استحکام (K) معادله هولمن در بازه دمایی ۳۸۰ تا ٤٥٠ درجه سانتی گراد با افزایش دمای آستمپرینگ در هر دو مرحله کارسختی پیوسته کاهش می‌یابد؛ ضمن این که ضریب استحکام در مرحله اول کارسختی نسبت به مرحله دوم کارسختی، مقادیر بالاتری دارد.

مراجع

1. Pouranvari M., "Work hardening behavior of Fe-0.1 C dual phase steel", *BHM Berg*, Vol. 157, Issue 1, pp. 44–47, (2012).
2. Bakhtiari R., Ekrami A., "The effect of bainite morphology on the mechanical properties of a high bainite dual phase (HBDP) steel", *Journal of Materials Science and Engineering A*, Vol. 525, pp. 159–165, (2009).
3. Akbarpour M., "High temperature mechanical properties of triple phase steels", *Journal of Materials Letters*, Vol. 61, pp. 1023–1026, (2007).
4. Akbarpour M., Ekrami A., "Effect of ferrite volume fraction on work hardening behavior of high bainite dual phase (DP) steels", *Journal of Materials Science and Engineering A*, Vol. 477, pp. 306–310, (2008).
5. Itami A., Takahashi M., Ushioda K., "Plastic stability of retained austenite in the cold-rolled 0.14%C-1.9%Si-1.7%Mn sheet steel", *ISU International*, Vol. 35, pp. 1121–1127, (1995).
6. Anazadeh Sayed A., Kheirandish Sh., "Effect of the tempering temperature on the microstructure and mechanical properties of dual phase steels", *Journal of Materials Science and Engineering A*, Vol. 532, pp. 21– 25, (2012).
7. Zare A., Ekrami A., "Influence of martensite volume fraction on tensile properties of triple phase ferrite–bainite–martensite steels", *Journal of Materials Science and Engineering*, Vol. 530, pp. 440–445, (2011).
8. Zare A., Ekrami A., "Effect of martensite volume fraction on work hardening behavior of triple phase (TP) steels". *Journal of Materials Science and Engineering*, Vol. 528, pp. 4422–4426, (2011).
9. Samler M., "Jominy End Quenching of 4140 Steel: The effect of time and temperature on austenitic grain growth", *Worcester Polytechnic Institute*, Bachelor thesis, p. 8, (2010).
10. Lanzillotto C.A.N., Pickering F.B., "Structure-property relationships in dual-phase steels", *Journal of Materials Science and Engineering*, Vol. 16, pp. 371–382, (1982).
11. Sajjadi S.A., Zebarjad S.M., "Isothermal transformation of austenite to bainite in high carbon steels", *Journal*

of Materials Processing Technology, Vol. 189, pp. 107–113, (2007).

12. Kim H., Lee J., Barlat F., Kim D., Lee M., "Experiment and modeling to investigate the effect of stress state, strain and temperature on martensitic phase transformation in TRIP-assisted steel", *Acta Materialia*, Vol. 97, pp. 435–444, (2015).
13. Guo Z., Li L., "Influences of alloying elements on warm deformation behavior of high-Mn TRIP steel with martensitic structure", *Journal of Materials & Design*, Vol. 89, pp. 665–675, (2016).
14. Kuleshova E.A., Erak A.D., Kiselev A.S., Bubyakin S.A., Bandura A.P., "Influence of operation factors on brittle fracture initiation and critical local normal stress in SE(B) type specimens of VVER reactor pressure vessel steels", *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 467, pp. 927–936, (2015).